بررسی تحولات فازی و ریزساختارها در یک فولاد میکروآلیاژی حاوی Ti و Nb به روش‌های دیلاتومتری و متالوگرافی*

آسیه سادات موسوی محولاتی(۱) سید صادق قاسمی بنادکوکی(۲) مهدی کلانتر(۳)

چکیده

در این پژوهش، جزئیات ریزساختارها و تحولات فازی آستنیت در یک فولاد کم کربنی میکروآلیاژی حاوی Ti و Nb در شرایط سرد شدن پیوسته به روش های دیلاتومتری، متالوگرافی و سختی سنجی بررسی شده است. نتایج نشان می دهند وقتی‌که سرعت سرد شدن بیش از ۱°C/s است، منحنی دیلاتومتری فقط یک مرحله تغییرات ابعادی پیوسته در دماهای نسبتاً پایین از خود نشان می دهد که متناسب با محدوده دمای تحول مارتنزیتی است. همچنین برای سرعت سرد شدن بین ۰/۲°C/s-۰/۸، منحنی دیلاتومتری تغییرات ابعادی یکنواخت و پیوسته یک مرحله ای در محدوده دمای تحولات فازی بینایتی و مارتنزیتی نشان می دهد در حالیکه درسرعت های سرد شدن آهسته تر از ۰/۲°C/s، تغییرات ابعادی کاملاً متفاوت دومرحله‌ای در منحنی دیلاتومتری آشکار شده است که مربوط به تحولات فازی فریتی و بینایتی است. بر اساس این نتایج پیشنهاد می گردد بینایت و مارتنزیت با مکانیزم برشی مشابه تحول می‌یابند، درحالی‌که فریت با مکانیزم نفوذی کاملاً متفاوت از بینایت و مارتنزیت تحول می یابد.

واژه های کلیدی فولاد کم کربنی کم آلیاژ؛ سرد شدن پیوسته؛ دیلاتومتری؛ متالوگرافی؛ فریت، بینایت؛ مارتنزیت.

Investigation of Continuous Cooling Transformations and Microstructures in a Low Carbon Ti-Nb Bearing Microallyed Steel by Means of Dilatometry and Metallography

A.S.Moosavi S.S.Ghasemi M.Kalantar

Abstract

In this investigation, continuous cooling transformations and microstructures have been studied in detail in a low carbon Ti-Nb bearing microalloyed steel by means of dilatometry, metallography and hardness measurements. The results indicate that when the cooling rate is greater than 1˚C/s, the dilatation curve is associated with a major dilatation at relatively low transformation temperatures, which is consistent with the martensitic phase transformation. For a cooling rate between 0.2-0.8˚C/s, the dilatation curve is also characterized with a uniform single transformation over the martensitic and bainitic phase transformation temperature range. However, as the cooling rate is reduced to less than 0.2˚C/s, the dilation curve is characterized with a quite variable double stage transformation which is associated with the ferrite and bainite transformation products. These results suggest that the bainitic and martensitic phase transformations are developed with a similar displacive mechanism, while ferrite is formed by a diffusional mechanism.

Keywords Low Carbon Low Alloy Steel; Continuous Cooling; Dilatometry; Metallography; Ferrite; Bainite; Martensite.

---

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۲/۱۲/۱۰ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹۳/۹/۲۹ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱)دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد.

(۲) نویسنده مسئول: دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد.sghasemi@yazd.ac.ir

(۳) دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه یزد.

DOI: 10.22067/ma.v28i1.32846

مقدمه

در طی طراحی و توسعه فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا، مقادیر کم کربن جهت به دست آوردن مجموعه بالایی از خواص مهندسی نظیر استحکام کششی و چقرمگی همراه با قابلیت جوشکاری در نظر گرفته می‌شود. در یک مقدار ثابت کربن، استحکام و ضربه پذیری بالاتری را می توان در ریزساختارهای بینایتی- مارتنزیتی در مقایسه با ریزساختارهای فریتی- پرلیتی بدست اورد[1,2]. بر این اساس اضافه نمودن مقادیر مشخصی از عناصر آلیاژی نظیر کروم، نیکل، مس و بویژه مولیبدن باعث افزایش سختی پذیری جهت دستیابی به ریزساختارهای بینایتی- مارتنزیتی در مقاطع ضخیم می گردد. همچنین از عناصر کاربید ساز قوی نظیر نایوبیوم، تیتانیوم و وانادیوم جهت تشکیل کاربیدها، نیتریدها و کربونیتریدهای بسیار پایدار در دماهای بالا که به عنوان ریزکننده دانه های آستنیت و افزایش دهنده استحکام و چقرمگی در طی پروسه های ترمومکانیکال می باشند، نیز استفاده می‌شود[2-6]. بنابراین، مقادیر کم کربن در کنار مجموعه مشخصی از عناصرآلیاژی و کنترل پروسه‌های ترمومکانیکال در فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا منجر به تشکیل ریزساختارهای چند فازی و تحولات فازی پیچیده ای خصوصاً درطی سرد شدن پیوسته می گردد که معمولاً دسته بندی ریزساختارها و تحولات فازی در چنین فولادهای چند فازی کاملاً متفاوت از فولادهای کربنی و کم آلیاژ فریتی- پرلیتی می باشد، چراکه عدم حضور کربن و نتیجتاً عدم تشکیل کاربید باعث می گردد ریزساختارهای بینایتی شبیه فریت در محدوده گسترده- ای از دماهای میانی بین تحولات فازی آستنیت به فریت - پرلیت و آستنیت به مارتنزیت تشکیل گردد[2-6]. نتایج تحقیقاتی نشان می دهد بینایت و مارتنزیت که براحتی در فولادهای کربنی متوسط از یکدیگر قابل تشخیص می باشند، در فولادهای کربن پایین استحکام بالا از یکدیگر تفکیک سازی نمی شوند. گروهی از محققین[7-10] ادعا می نمایند بینایت و مارتنزیت در فولادهای کم کربنی با مکانیزم برشی مشابهی تحول می یابند در حالیکه گروهی دیگر[11,12] ادعا می نمایند نفوذ و جابجا شدن اتمها در طی تحول بینایتی نقش اساسی بازی نموده و در نتیجه بینایت با مکانیزم نفوذی تشکیل می گردد. این مباحث در متالورژی فیزیکی فولادهای کم کربنی کم آلیاژ و خصوصاً تفکیک سازی ریزساختارها و تحولات فازی بینایتی از مارتنزیتی ادامه دارد و هنوز هم توافق واحدی در این مورد وجود ندارد[9-11]. در این پژوهش، جزئیات ریزساختارها و تحولات فازی آستنیت در یک فولاد کم آلیاژ کم کربنی حاوی مقادیر مشخصی عناصر میکرو آلیاژی نایوبیوم و تیتانیوم در شرایط سرد شدن پیوسته به روشهای دیلاتومتری، متالوگرافی و سختی سنجی بررسی شده است.

مواد و روش تحقیق

فولاد مورد استفاده در این پژوهش از خانواده فولادهای کم کربنی کم آلیاژ استحکام بالا با آنالیز شیمیایی مطابق جدول (۱) می باشد. ضخامت ورق فولاد دریافتی ۱۰ میلیمتر و ساختار آن شامل مخلوطی از ریزساختارهای بینایتی و مارتنزیت تمپرشده می باشد. جهت بررسی تحولات فازی آستنیت در شرایط سرد شدن پیوسته از دستگاه دیلاتومتری کاملاً اتوماتیک مدل Theta استفاده شد. محفظه نصب نمونه توسط پمپهای تخلیه معمولی و دیفوزیونی به خلا $۱۰^{-۴}$ تور رسید بطوریکه مانع هرگونه اکسیداسیون سطحی نمونه ها گردید. نمونه های سیلندری شکل به طول ۱۳ میلیمتر، قطر داخلی ۳/۵ میلیمتر و قطر خارجی ۴/۹ میلیمتر در مقاطع عمود برجهت نورد از ورق دریافتی تهیه شدند. نمونه ها به روش القایی به مدت ۵ دقیقه در دمای ۱۰۰۰°C آستنیته شده و سپس بصورت پیوسته با سرعتهای مختلفی از

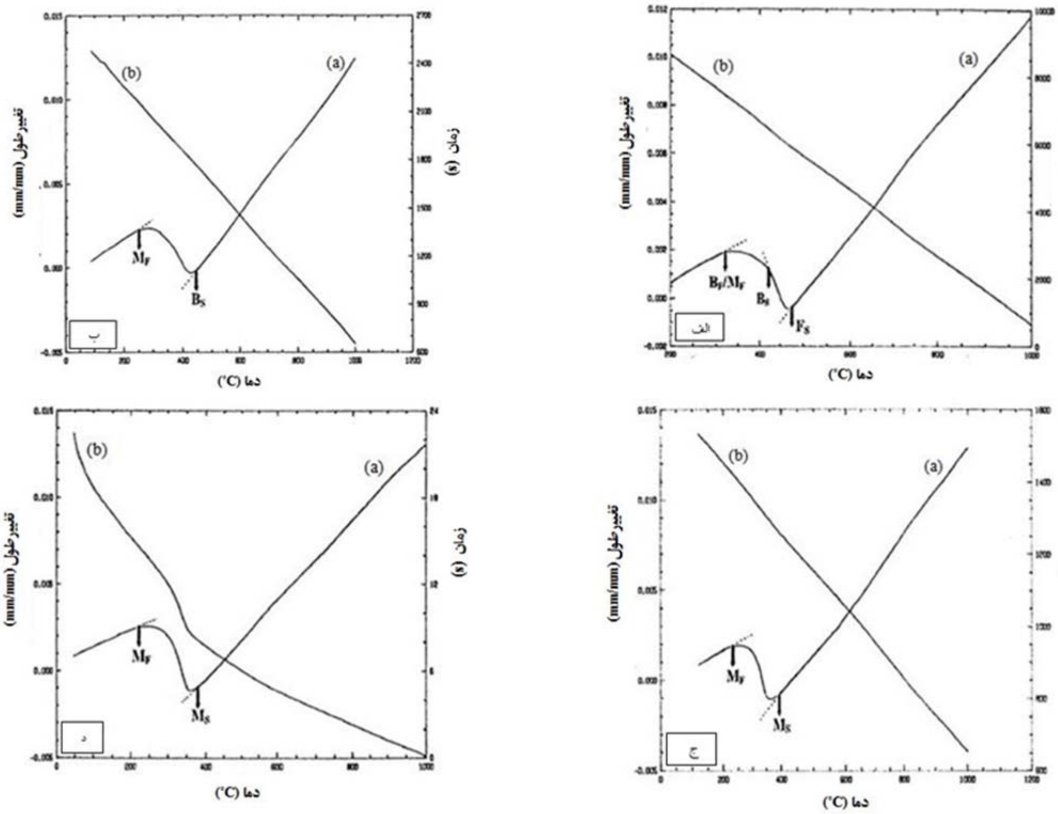
۰/۱°C/s الی ۴۰۰ °C/s تا دمای محیط سرد شدند. جهت آشکارسازی ریزساختارهای چند فازی بوجود آمده، نمونه ها مطابق با روش های متداول پولیش کاری و رنگی سازی ریزساختارهای چند فازی فریتی- بینایتی- مارتنزیتی به روشهای متالوگرافی دومرحله‌ای با استفاده از محلول‌های شیمیایی نایتال ۲٪ و لپرا انجام شد. سختی سنجی به روش استاندارد ویکرز و با وزنه ۱۰kg انجام شد. به منظور تأیید نتایج متالوگرافی رنگی، بررسی های ریزسختی سنجی فازها توسط دستگاه مدل FUTHER-TECH FM700 و با وزنه ۱۰g انجام شد. مشاهدات متالوگرافی با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل Olympus PMG3 و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل VEGA3 TESCAN انجام گردید.

نتایج و بحث

رفتار دیلاتومتری. به منظور تعیین دقیق انواع زیرساختارها و تحولات فازی در فولاد کم کربنی میکرو آلیاژی مورد مطالعه، سرعت سرد شدن نمونه های دیلاتومتری از ۰/۱°C/s تا ۴۰۰°C/s متغیر بود. در شکل (۱) مثال‌هایی از منحنی‌های دیلاتومتری بدست آمده پس از اعمال سیکلهای مختلف عملیات حرارتی در شرایط سرد شدن پیوسته از دمای ۱۰۰۰°C تا دمای محیط نشان داده شده است. منحنی‌های تغییرات ابعادی برحسب دما (منحنی‌های (a)) و زمان سرد شدن نمونه ها برحسب دما (منحنی‌های(b)) بطور همزمان و در یک مقیاس ثابت دمایی مشخص شده است. همانطوریکه ملاحظه می گردد سرعت سرد شدن نمونه ها از دمای آستنیته کردن (۱۰۰۰°C) تا دمای محیط حتی در محدوده دمای آزاد شدن انرژی بالای نهفته در نمونه ها در اثر تحولات فازی آستنیت بصورت کاملاً خطی است. این نکته بیانگر آن است که هرگونه تغییری در شیب منحنی های تغییرات ابعادی بر حسب دما ناشی از تحولات فازی آستنیت می باشد. وقتی که سرعت سرد شدن کمتر از ۰/۲°C/s بود، منحنی دیلاتومتری انبساط دو مرحله ای در محدوده دمایی دگرگونی فازی آستنیت مطابق با شکل (۱-الف) از خود نشان داد. به منظور تعیین دقیق دمای شروع تحولات فازی آستنیت به ریزساختارهای مختلف، یک سری آزمایشهای کوئنچ منقطع از دماهای مشخص در طی سرد شدن پیوسته طراحی و انجام گردید. برای مثال، نمونه های مختلفی با سرعت ۰/۱°C/s بطور پیوسته تا محدوده دمای تحولات فازی آستنیت سرد شده و سپس از دمای خاصی تا دمای محیط کوئنچ شدند. بر اساس مشاهدات متالوگرافی، ابتدا فریت در دمای حدود ۴۹۳°C تشکیل گردید که مطابق با دمای شروع اولین مرحله تغییرات ابعادی در منحنی دیلاتومتری است. با ادامه سرد شدن نمونه، بینایت در دمای حدود ۴۳۰°C شروع به رشد نموده و مخلوطی از ریزساختارهای بینایتی و مارتنزیتی در دمای ۲۹۲°C مشاهده گردید که متناسب با دماهای شروع و پایان مرحله دوم تغییرات ابعادی در منحنی دیلاتومتری نمونه سرد شده با سرعت ۰/۱°C/s می باشد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد میکروآلیاژی مورد استفاده در این پژوهش (بر حسب درصد وزنی).

Fe	Al	Ti	Nb	Cu	Ni	Cr	P	S	Mn	Si	C	عناصر
بالانس	۰/۰۲	۰/۰۱۳	۰/۰۱۷	۰/۳۴	۰/۲۵	۱/۹۸	۰/۰۱۳	۰/۰۰۳	۱/۵	۰/۱	۰/۲	درصد وزنی



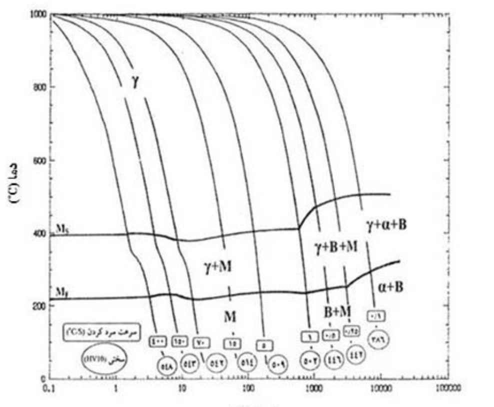
شکل ۱ منحنی های دیلاتومتری تغییرات ابعادی برحسب دما (a) و زمان برحسب دما (b) نمونه‌های تهیه شده در سرعت های مختلف سردشدن پیوسته از دمای ۱۰۰۰°C تا دمای محیط: الف) ۰/۱°C/s؛ ب) ۰/۵°C/s؛ ج) ۱°C/s؛ د) ٤۰۰°C/s.

در سرعتهای سرد شدن متوسط (۰/۸–۰/۲°C/s) منحنی دیلاتومتری فقط تغییرات ابعادی یک مرحله ای کاملاً یکنواخت و پیوسته مطابق با شکل (۱–ب) از خود نشان داد. همانطوریکه از دیاگرام دیلاتومتری مشاهده می گردد، ابتدا در اثر سرمایش نمونه دچار انقباض حجمی می‌گردد که تغییرات ابعادی آن بصورت کاملاً خطی در نمودار ظاهر شده است. با آغاز استحاله فازی آستنیت به بینایت، انبساط ناشی از تغییر فاز بصورت تغییر شیب محسوسی بر روی منحنی دیلاتومتری در دماهایی حدود ٤۵۵°C مشاهده می گردد. با ادامه سرد شدن نمونه، منحنی دیلاتومتری انبساط یک مرحله ای کاملاً یکنواخت و پیوسته در محدوده دمایی تحولات فازی بینایتی و مازتنزیتی(٤۵۵°C –۲۲۲) از خود نشان می دهد. در آخرین مراحل تحول فازی آستنیت، تغییر قابل توجهی در شیب منحنی دیلاتومتری در دمایی حدود ۲۲۲°C مشاهده می گردد که متناسب با دمای پایان تحول مارتنزیتی (M_f) می باشد. پیوستگی و یک مرحله ای بودن منحنی دیلاتومتری در محدوده دمای تشکیل بینایت و مارتنزیت (٤۵۵°C –۲۲۲) در نمونه سرد شده با سرعت ۰/۵°C/s بیانگر آن است که تحولات فازی بینایتی و مارتنزیتی با مکانیزم مشابهی در این فولاد کم‌آلیاژ کم‌کربنی انجام می گردد.

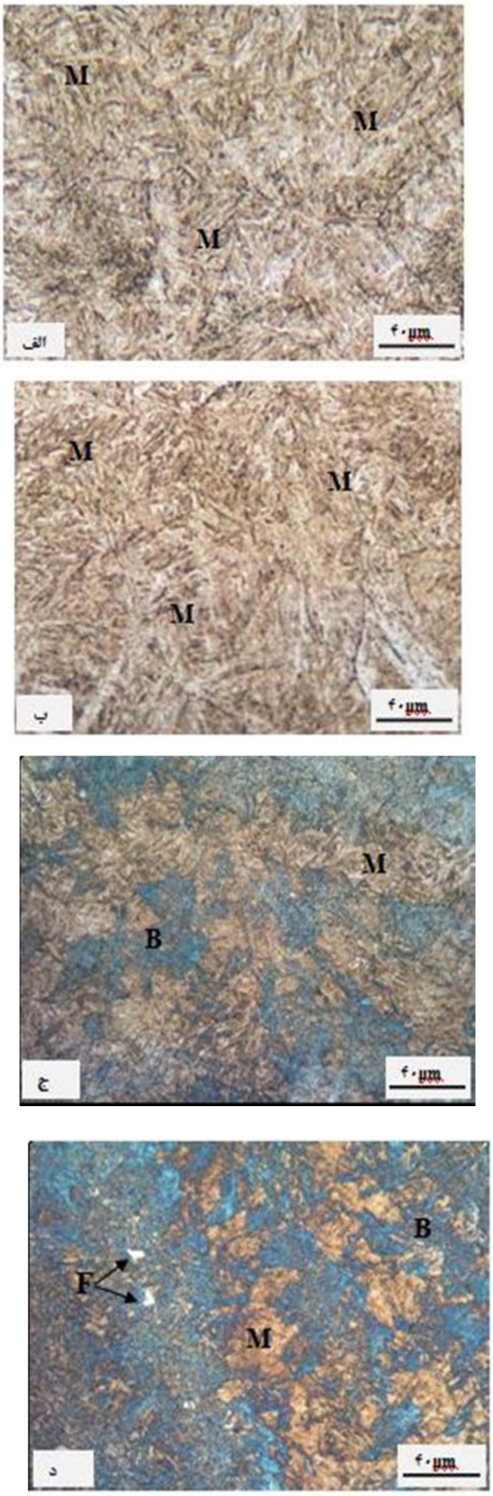
در سرعتهای سرد شدن بین ۱°C/s الی ٤۰۰°C/s، منحنی‌های دیلاتومتری فقط انبساط گسترده یک مرحله ای کاملاً یکنواخت و پیوسته در محدوده دمایی ۳۹۰°C –۲۲۲ از خود نشان می دهند که ناشی از تحول مارتنزیتی است (شکل‌های ۱–ج و۱–د). دماهای ۳۹۰°C و ۲۲۲°C به ترتیب مربوط به دمای شروع (M_s) و پایان (M_f) تحول مارتنزیتی است. از سرعت سرد شدن ۱°C/s به بالا، دماهای شروع و پایان تحول فازی آستنیت به مارتنزیت خیلی بهم نزدیک است که متناسب با تشکیل ریزساختارهای مارتنزیتی است.

سختی سنجی و دیاگرام فاز سرد شدن پیوسته. در شکل (۲) دیاگرام فاز سرد شدن پیوسته (CCT) فولاد کم کربنی میکرو آلیاژی مورد مطالعه در این پژوهش نشان داده شده است. سختی ویکرز نمونه ها به همراه منحنیهای سرد شدن پیوسته از دمای ۱۰۰۰°C تا دمای محیط در هر سرعت سرد شدن در دیاگرام فاز CCT نشان داده شده است. همانطوریکه ملاحظه می گردد در دیاگرام فاز CCT فقط محدوده دمای تحولات فازی آستنیت به مارتنزیت، آستنیت به بینایت و آستنیت به فریت مشخص شده است و هیچگونه اثری از تشکیل ناحیه فازی پرلیت حتی در سرعت‌های سرد شدن بسیار آهسته (۰/۱°C/s) دیده نمی شود که بیانگر سختی‌پذیری فوق‌العاده بالای فولاد مورد پژوهش می‌باشد. در حداکثر سرعت سرد شدن ممکن در این پژوهش (۴۰۰°C/s)، عدد سختی ویکرز نمونه ۵۴۸ می باشد که تقریباً برابر با سختی نمونه کوئنچ مستقیم در آب (۵۵۱HV10) است. با کاهش سرعت سرد شدن از ۴۰۰°C/s به ۱°C/s، سختی نمونه ها آهنگ کاهش ملایمی را از ۵۴۸HV10 به ۵۰۲HV10 نشان می‌دهند که در اثر پدیده تمپر خود به خودی مارتنزیت است. با ادامه کاهش سرعت سرد شدن نمونه ها از ۱°C/s به ۰/۱°C/s، عدد سختی ویکرز نمونه ها بطور قابل توجهی از ۵۰۲ به ۳۸۶ کاهش می یابد که این پدیده در اثر تشکیل مخلوطی از ریزساختارهای فریتی، بینایتی و مارتنزیتی می باشد.

متالوگرافی رنگی. شکل (۳) تصاویر متالوگرافی بدست آمده از نمونه های سرد شده با سرعت های مختلف را در شرایطی نشان می دهد که ابتدا توسط نایتال ۲ درصد و سپس با استفاده از محلول لپرا اچ شده اند. همانطوریکه مشاهده می‌گردد فاز فریت به رنگ سفید براق و با مرزبندی کاملاً مشخصی از سایر ریزساختارها متمایز شده است. هم چنین فازهای سوزنی شکل بینایتی و مارتنزیتی به ترتیب به رنگ‌های آبی و قهوه ای مشاهده می شوند. کنتراست بالای تصاویر متالوگرافی، تفکیک سازی انتخابی فازهای فریت، بینایت و مارتنزیت را در ریزساختارهای چندفازی به خوبی نشان می دهد. محلول اچ لپرا از محلول های متالوگرافی پرکاربرد جهت رنگی سازی و تفکیک ریزساختارهای چندفازی است. محلول اچ لپرا توسعه یافته در این پژوهش شامل مخلوطی از محلول های شیمیایی پیکرال ٤ درصد و محلول آبی سدیم متابی سولفیت ۱ درصد به نسبت یک به یک می باشد. معمولاً پیکرال موجب خوردگی انتخابی بینایت شده و کمک به ایجاد کنتراست فازی پس از رنگی سازی کریستال های سوزنی شکل بینایت می نماید، درحالیکه محلول شیمیایی سدیم متابی سولفیت موجب تشدید خوردگی کریستال های سوزنی شکل مارتنزیت می گردد. این نمک در داخل آب تولید اجزا H_2SO_4، S و H_2O می نماید که در حضور فلزاتی نظیر آهن، نیکل، مس و کروم تولید یون های متفاوتی برای تشکیل فیلم‌های سولفیدی و تیوسولفاتی بر روی فازهای فریت، بینایت و مارتنزیت می نماید. این فیلم ها در مشاهدات میکروسکوپ نوری به رنگ های مختلفی ظاهر می شوند که باعث ایجاد کنتراست بالا در ریزساختارهای چندفازی می‌گردند [۱۳-۱۷].

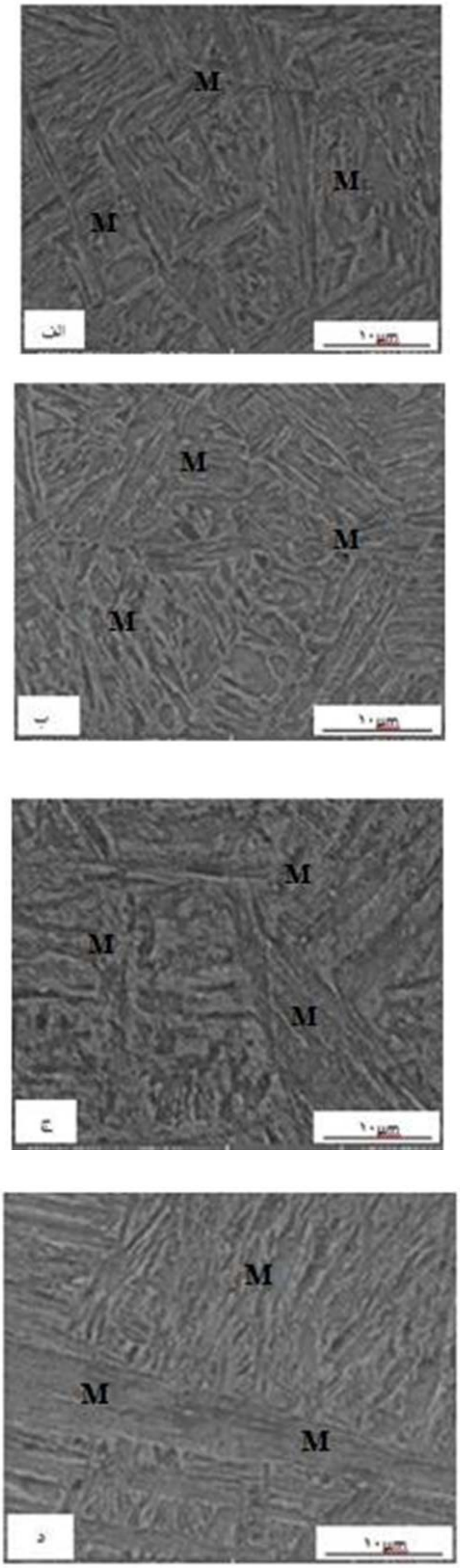


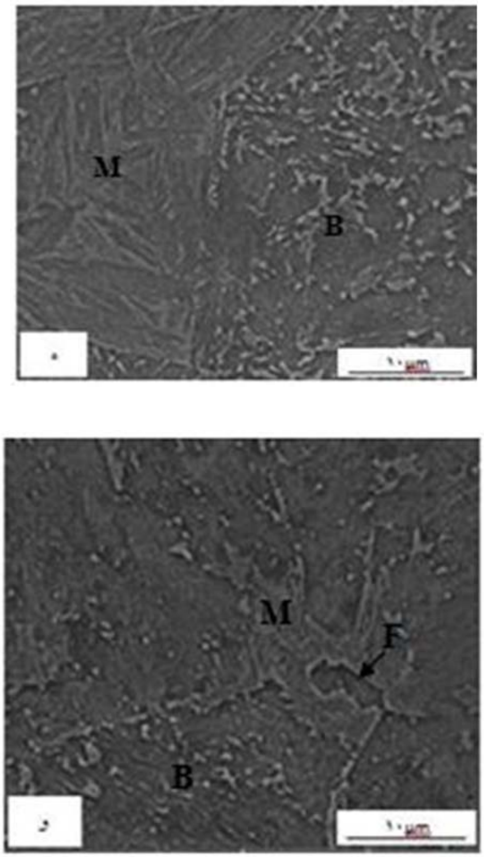
شکل ۲ دیاگرام CCT فولاد کم کربنی کم آلیاژ همراه با منحنی‌های سرعت سرد شدن پیوسته از دمای ۱۰۰۰°C تا دمای محیط و سختی سنجی از نمونه‌ها نشان‌دهنده محدوده پایداری فازهای: آستنیت (γ)؛ فریت (α)؛ بینایت (B) و مارتنزیت (M) می‌باشد.



شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه‌های تهیه شده به روش متالوگرافی رنگی دومرحله‌ای بر پایه نایتال ۲٪ و لپرا: (الف) کوئنچ مستقیم در آب؛ (ب) $1^{o}C/s$؛ (ج) $0/25^{o}C/s$ و (د) $0/1^{o}C/s$. فازهای مارتنزیت، بینایت و فریت به‌ترتیب با علامت‌های M، B و F مشخص شدند.

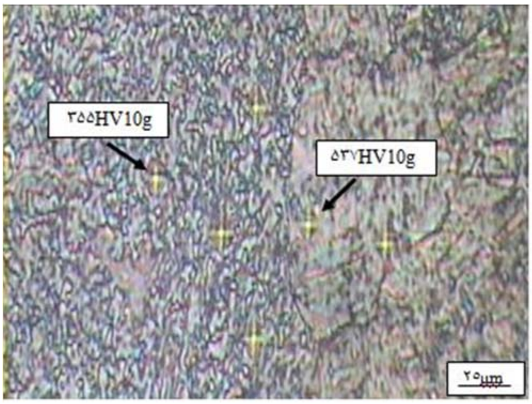
مشاهدات الکترونی و ریزسختی سنجی. در شکل (٤) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی برخی از نمونه‌های دیلاتومتری که با سرعتهای مشخصی بطور پیوسته از دمای $1000^{o}C$ تا دمای محیط سرد شده‌اند، نشان داده شده است. ریزساختار نمونه کوئنچ مستقیم در آب از دمای آستنیته کردن ($1000^{o}C$) در تصویر (٤-الف) آورده شده است. همانطوریکه ملاحظه می‌گردد ریزساختار این نمونه شامل بسته های مختلفی از کریستال‌های سوزنی شکل با جهت‌گیری کریستالوگرافیکی کاملاً متفاوت می‌باشد که متناسب با ریزساختار مارتنزیت سوزنی است. در تصویر (٤-ب) ریزساختار نمونه دیلاتومتری سرد شده با حداکثر سرعت سرد شدن ممکن در این پژوهش ($400^{o}C/s$) نشان داده شده است. همانطوریکه مشاهده می‌گردد ریزساختار این نمونه هم شامل بسته‌های مختلفی از کریستال‌های سوزنی شکل مارتنزیتی با آرایش تقریباً مشابه نمونه کوئنچ مستقیم در آب است. از آنجائیکه سختی نمونه دیلاتومتری با حداکثر سرعت سرد شدن ممکن در این پژوهش (٥٤٨HV10) تقریباً برابر با سختی نمونه کوئنچ مستقیم در آب (٥٥١HV10) می باشد، ریزساختار آن هم مشابه ریزساختار نمونه کوئنچ شده در آب از نوع مارتنزیت سوزنی است. ریز ساختارهایی که مربوط به کاهش ملایم سختی از ٥٤٨HV10 تا ٥٠٢HV10 است، در تصاویر(٤-ب، ٤-ج، ٤-د) مشاهده می‌گردند. این ریزساختارها هم کاملاً مارتنزیتی می‌باشند چراکه مشابه ریزساختار نمونه کوئنچ شده در آب شامل بسته های پراکنده ای از کریستال‌های سوزنی شکل مارتنزیت است. وقتیکه سرعت سرد شدن کمتر از $1^{o}C/s$بود، مخلوطی از ریزساختارهای بینایتی و مارتنزیتی مطابق با تصویر (٤-ه) تشکیل شده است. در آهسته ترین سرعت سرد شدن ممکن در این پژوهش ($0/1^{o}C/s$)، ریزساختار نمونه شامل زمینه بینایتی با مقادیری از فریت مرزدانه ای است (شکل ٤- و).





شکل ٤ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه های دیلاتومتری که با سرعت های مختلفی بطور پیوسته از دمای ۱۰۰۰°C تا دمای محیط سرد شدند: الف) کوئنچ مستقیم در آب؛ ب) ۴۰۰°C/s؛ ج) ۱۵°C/s؛ د) ۱°C/s؛ ه) ۰/۲۵°C/s و ۰/۱°C/s. فازهای مارتنزیت، بینایت و فریت به‌ترتیب با علامت‌های M، B و F مشخص شدند.

شکل (۵) تصویر رنگی سازی فازهای بینایت و مارتنزیت را به همراه اثر ریزسختی سنجی آنها نشان می دهد. متوسط عدد سختی برای فاز آبی۳۵۵HV10g و برای فاز قهوه ای ۵۳۷HV10g می باشد. ملاحظه می شود سختی فازهای آبی و قهوه ای رنگ اختلاف زیادی داشته که به ترتیب مربوط به تشکیل فازهای بینایت و مارتنزیت است. این نتایج صحت اطلاعات حاصل ازمتالوگرافی رنگی را نشان می دهد.



شکل ۵ تصویر میکروسکوپ نوری به همراه ریزسختی سنجی از فازهای سوزنی شکل رنگی‌سازی شده بیانگر دقت بالای روش متالوگرافی رنگی در تفکیک سازی فازهای بینایت (آبی رنگ) و مارتنزیت (قهوه‌ای رنگ) در ریزساختارهای چندفازی است.

نتیجه گیری

۱. دیاگرام فاز CCT یک فولاد کم آلیاژ کم کربنی به روش دیلاتومتری ـ متالوگرافی – سختی سنجی مشخص گردید.

۲. دیاگرام فاز CCT یک ناحیه فازی گسترده ای را برای تحول فازی مارتنزیتی در سرعتهای سرد شدن پیوسته $1^{o}C/s$ الی $400^{o}C/s$ نشان می دهد.

۳. در محدوده دمایی تحولات فازی بینایتی و مارتنزیتی ($222-475\ ^{o}C$) در سرعتهای سرد شدن متوسط ($0/8-0/2^{o}C/s$)، انبساط یک مرحله‌ای کاملاً یکنواخت و پیوسته در منحنی دیلاتومتری مشاهده می گردد که بیانگر سینتیک یکسان تحولات فازی بینایتی و مارتنزیتی است.

٤. در سرعتهای سرد شدن کمتر از $0/2^{o}C/s$، شیب منحنی دیلاتومتری در محدوده دمایی تحولات فازی آستنیت به فریت و بینایت ($300-500^{o}C$) بطور گسترده ای تغییر می نماید. نتایج دیلاتومتری نشان می دهد که بینایت و فریت با مکانیزم کاملاً متفاوتی تشکیل می گردند.

۵. استفاده از نایتال ۲ درصد و محلول شیمیایی لپرا در متالوگرافی رنگی ریزساختارهای چندفازی فریتی- بینایتی- مارتنزیتی سبب آشکارسازی فازهای فریت مرزدانه ای با وضوح کافی به رنگ سفید روشن و تفکیک سازی فازهای بینایت و مارتنزیت به ترتیب به رنگ های آبی و قهوه ای و با کنتراست مناسب گردید.

٦. بررسی ریزسختی سنجی فازهای رنگی سازی شده بیانگر دقت بالای آشکارسازی ریزساختارهای چندفازی فریتی- بینایتی- مارتنزیتی با متالوگرافی رنگی دومرحله‌ای برپایه نایتال و لپرا می باشد.

مراجع

1. Krauss G., "Steels: Processing, Structure and Performance", *3rd Edition, ASM International*, pp. 125, (2005).

2. Krauss G., "Quenched and Tempered Martensitic Steels: Microstructures and Performance", *Comperehensive Materials Processing*, Vol. 12, pp. 363, (2014).

3. Dunne D.P., Ghasemi Banadkouki S.S., "Isothermal Transformation Prodocts in a Cu-bearing High Strength Low Alloy Steels", *International Journal of ISIJ*, Vol. 36, No. 3, pp. 324, (2006).

4. Ohmori Y., International Symposium on "New Aspects of Microstructures in Modern Low Carbon High Strength Steels", *Bain tic Transformation in Extremely Low Carbon Steels*, Tokyo, p. 278, (1994).

5. Okaguchi S., " Morphology of Widmanstätten and Bainitic Ferrites", *Material Transactions Japanese Institute of Metal*, Vol. 32, pp. 697, (1991).

6. Giovanni G.F.M.S., "Effect of cooling rate and coiling temperature on the final microstructure of HSLA steels after HSM or laboratory TMP processing", University of Pittsburgh, (2009).

7. Katsumata M., Ishiyama O., Inoue T., Tnaka T., "Microstructure and Mechanical Properties of Bainite Containing Martensite and Retained Austenite in Low Carbon HSLA Steels", *Materials Transaction*, JIM, Vol. 32, No. 8, pp. 715, (1991).

8. Trzaska J., Jagie A., Dobrzañski L.A., "The calculation of CCT diagrams for engineering steels", *Materials Science and Engineering*, Vol. 39, pp. 13, (2009).

9. Nambu S., "In situ Observation and Crystallographic Analysis of Martensitic Transformation in Steel", *Acta Materialia*, Vol. 61, No. 13, pp. 4831, (2013).

10. Zhu K. et al, "The Effect of Prior Ferrite Formation on Bainite and Martensite Transformation Kinetics in Advanced High Strength Steels", *Acta Materialia*, Vol. 61, No. 16, p. 6025, (2013).

11. VanBohemen S.C., Sietsma J., "The Kinetics of Bainite and Martensite Formation in Steels During Cooling", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, No. 24-25, (2010).

12. Hu K.M., Bhadeshia H.K.D.H., "Extremely Fine Pearlite by Continuous Cooling Transformation", *Scripta Materialia*, Vol. 67, No. 1, pp. 53, (2012)

13. VanderVoort G. F., "Color Metallography, Microsc Microanal", *Microscopy Society of American*, p. 70, (2004).

14. LePera F. S., "Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High Strength Dual-Phase Steel", *Journal of Metals*, pp. 38, (1980).

15. Mehranfar S. et al, "Improved Color Metallography for a Low Alloy Hardened Cast Iron", *ISIJ International*, Vol. 52, No. 9, p. 1649, (2012).

16. Girault E., et al, "Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructures of TRIP-Assisted Steels", *Materials Characterization*, Vol. 40, pp. 111, (1998).

17. Zakernia H. et al, "Color Metallography: a suitable method for characterization of martensite and bainite in multiphase steels", *International Journal of ISSI*, Vol. 6, pp. 14, (2009).